

© 1989 ISIJ

技術報告

# 高炭素鋼の熱水焼入れ方法と機械的性質 の関係

譚 玉 華\*・唐 明 俊\*・袁 明\*<sup>2</sup>

## Relation between the Procedures of Hot Water Quenching and Mechanical Properties of High Carbon Steels

Yuhua TAN, Mingjun TANG and Ming YUAN

### Synopsis :

The article has proved the possibility of replacement of lead patenting in wire production from two respects of theory and practice, and pointed out that lead patenting in wire production should be not considered isothermal quenching operation, while ought to be visualized as continuous cooling heat treatment. The development of hot water quenching for wires and the relevant data were evaluated, and so the reason was discussed that the hot water quenching of wires could not be expanded. A new procedure of hot water quenching was invented by theoretical analyse and a great of experiments, in which wires heated to 1193~1223 K are first immersed in hot water for a certain time ( $>2/3$  total boiling time), and then taken from the hot water, transferred to a brittleproof furnace at 773~873 K and cooled in air after austenite has decomposed. The results obtained in laboratory and wire production have confirmed enough that the new operation can ensure the quality of hot water quenched wires to keep up with or to exceed the average levels attainable with lead patented wires.

Key words : high carbon steel wire ; hot water quenching ; patenting ; double-step hot water quenching.

### 1. 緒 言

1942年に、沸騰水を利用した高炭素鋼線材の直接パテンチング処理の実験がはじめてソ連の「AJJIAI」によって行われた<sup>1)</sup>。1968年にこの方法は日本の住友電気株式会社によって工業化され<sup>2)</sup>、EDプロセスと呼ばれた<sup>3)</sup>。しかし、鋼線を再オーステナイト後沸騰水で処理する方法は、鋼線の強度が鉛パテンチング材の下限レベルに達しないため、いまだ工業化に成功せず、試験室における検討のみにとどまっている<sup>4)5)</sup>。KOPIETZ<sup>6)</sup>はソルバイト組織を獲得するために、ポリプロピレン酸ナトリウム(ACR)含有水溶液を冷却媒体として用いた。中国において沸騰水を利用した鋼線の熱水焼入れ方法(鋼線の水浴処理と呼ばれている)の研究は1974年から取り上げられ<sup>7)</sup>、鞍鋼鋼繩廠など<sup>8)</sup>二十余家の工廠が鋼線の実生産において水浴処理方法を採用した。しかしながら、沸騰水焼入れ鋼線の機械的性質は通常の鉛パテンチング材のレベルに達せず、その引張強さは鉛パテンチング材のそれに比べて約100 MN/m<sup>2</sup>低かった。そのため

鉛パテンチング処理が鋼線の生産に再び採用された。

本報告においては、鉛パテンチング処理の本質及び沸騰水が鉛にとって代わる可能性、新しく開発された鋼線の二段熱水焼入れの原理、特徴および得られた組織と性能について述べる。

### 2. 鋼線の鉛パテンチング処理の本質

鋼線とくに細径鋼線の鉛パテンチング処理は等温焼入れと考えられている<sup>9)~11)30)31)</sup>。本研究中に著者らは実生産においては細径の鋼線の鉛パテンチング処理についてもこの見解が正しくないと考えた。RIDLEY<sup>30)</sup>とFRANKLINら<sup>31)</sup>は種々直径の鋼線を鉛パテンチングした時の冷却曲線を測定し、5 mmφ以下の鋼線のオーステナイト分解変態の温度は熔融鉛の温度と同じであるが、5 mmφ以上の鋼線の分解変態の温度は熔融鉛の温度に比べ高くなるので、前者の冷却曲線を理想的な(Ideal)冷却と称している。なお、後者は再輝(Recalescence)によって生じていると考えた<sup>31)</sup>。本筆者らは試験室において短い試験片を用いて行われたパテンチング処理に

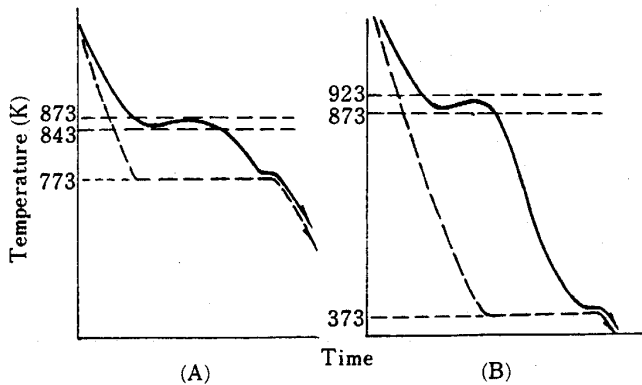
昭和63年2月15日受付 (Received Feb. 15, 1988)

\* 中国湘潭大学機械工学部 (Department of Mechanical Engineering, Xiangtan University, Hunan, China)

\*2 中国鞍山鉄鋼科大学冶金工学部 (Department of Metallurgical Engineering, Anshan Iron and Steel College)

よって得られた上述の結論は普遍的な意味を持たないと思う。実生産においてわりあい太い寸法の鋼線はかなり多量の熱を含有し（特に、鋼線が極めて長く、熔融鉛中をたえず通過し、鋼線からもたらされる熱がしだいに増加し）、熔融鉛の冷却能もわりあい小さいので、冷却速度が低くなる。鉛パテンチング処理時の鋼線の冷却曲線を Fig. 1(A) に示すが、鋼線の温度が図中の破線

に沿って下がることはない。鋼線の実際の冷却曲線は図中の実線であり、線温が約 843 K に降下すると、オーステナイトの分解変態が開始し、変態発熱が起こるため鋼線は約 873 K に上がり、また、分解変態が終わってから、線温が鉛液の温度（約 773 K）に下がる。鋼線の顕微鏡組織中に上部ベイナイトが見られないので、線温が鉛液の温度に到達する前に、分解変態が完了したことが示唆される。

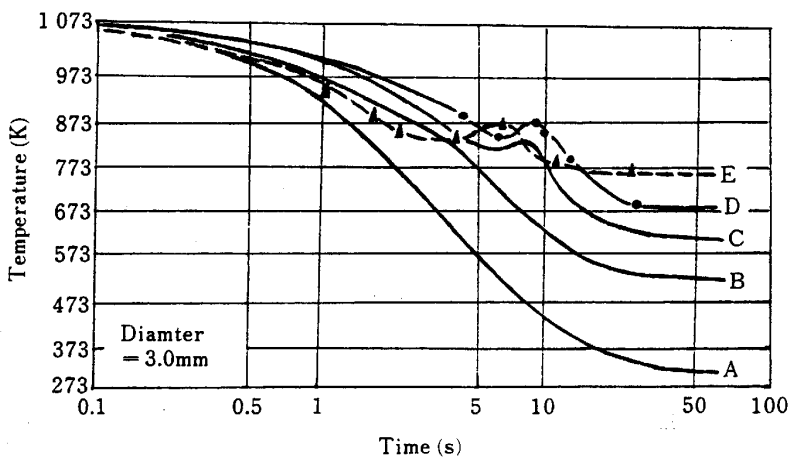


Solid line : Practical cooling curve of wires  
Dotted line : Technological cooling curve of wire

Fig. 1. Schematic illustration of practical cooling curve and technological cooling curve during lead patenting (A) and boiling water quenching (B) of wires.

Fig. 2 には熔融塩 (753 K) および流動粒子冷却層 (298 ~ 723 K) でパテンチング処理した時の、3.0 mmφ 高炭素鋼線の実際の冷却曲線を示した。熔融塩パテンチング処理では、オーステナイトの分解変態温度は 753 K ではなく 823 ~ 863 K であり、熔融塩の温度に比べて約 90 K 高い。

Table 1 は鉛（あるいは熔融塩）パテンチング処理時の槽温度と変態温度の実測結果である。これらの資料から明らかなように、オーステナイトの分解変態温度は鉛（あるいは熔融塩）槽の温度でなく、槽の温度より 30 ~ 230 K 高い。このことは、鋼線の鉛（あるいは熔融塩）パテンチング処理が等温焼入れではないことを明確に証明している。線径が 3.0 mm より細い鋼線の分解温度が鉛液の温度と同じであるかどうか知るために、種々の直径の鋼線を鉛パテンチング処理する時の温度を Table 2



Temperature of fluidal layer : A-298 K, B-523 K, C-623 K, D-723 K; Temperature of salt bath : E-753 K

Fig. 2. Cooling curves of 3.0 mm φ high carbon steel wires (0.8%C) patented in the salt bath and fluidal layer with various temperatures<sup>12)</sup>.

Table 1. Statistics of practical phase transition temperature during lead (or salt) patenting.

No.	Steel	Diameter (mm)	Lead (or salt) patenting temperature (K)	Practical phase transition temperature (K)	From data
1	0.5%C	5.0	803 (Lead)	923~943	18)
2	0.6%C	5.5	803 (Lead)	833~873	13)
3	0.6%C	5.5	803 (Lead)	873	14)
4	0.63%C	9.5	823 (Lead)	873~913	13)
5	0.65%C	6.5	773 (Lead)	883	15)
6	0.76%C	5.5	673 (Lead)	873	16)
7	0.76%C	10	673 (Lead)	903	16)
8	0.8%C	3.0	753 (Salt)	823~863	12)
9	0.8%C	5.5	823 (Lead)	893	17)
10	0.8%C	6.3	738 (Salt)	893~913	12)
11	60Si2*	11.8	753 (Salt)	843~873	12)

\* About 0.60%C, 2%Si

に示す. この表に示すように, 0.8 mm $\phi$  鋼線の鉛パテンチング処理の温度は 788~793 K (炭素鋼の TTT 曲線の Nose 温度は約 823 K) であるが, 鋼線の顕微組織は微細なパーライトであり, 上部ベイナイトではなく, 等温焼入れではないことからわかる.

等温焼入れの基本的特徴は変態温度が冷却媒質の温度と等しいものであるが, Fig. 1(A) よりわかるように, 鋼線の鉛パテンチング処理は等温焼入れでなく連続冷却の熱処理である. 細径鋼線においても鉛パテンチング処理は連続冷却であることが実測結果によって証明された. すなわち, 鋼線の鉛パテンチング処理と焼ならしは同じプロセス類型で, いずれも連続冷却の熱処理である. 鋼線のパテンチング処理においてオーステナイトの分解温度は一般的に 833~873 K<sup>13)</sup> であり, 鋼線の焼ならし

は 873~923 K<sup>14)</sup> で, これらはすべて冷却媒質の温度 (803 K の鉛および室温の空気) よりも高い. オーステナイトの分解変態は線温が鋼線の加熱温度から冷却媒質の温度まで降下する冷却過程において完全に終了する. 両者はいずれもオーステナイトが 833 K 以上で分解することを保証する手段である. 鋼線の鉛パテンチング処理が等温焼入れでないことはその他の連続冷却熱処理法 (例えば, 流動粒子冷却処理, 熱水焼入れなど) が, 鉛パテンチング処理に取って代わる可能性を示している. したがって, 冷却媒質がより大きい冷却能を備え, オーステナイトをソルバイトに分解できる方法を捜すことができれば, それは鉛パテンチング処理の代わりに使うことができ, 鉛パテンチング材とだいたい同じ機械的性質を得ることができると考えられる.

Table 2. Lead patenting regulation of different diameters of steel wires (0.64~0.67%C).

Diameters (mm)	7.0~6.0	5.0~4.0	4.0~3.0	3.0~2.2	2.1~1.6	1.5~0.8
Heating temperature (K)	1 203~1 233	1 203~1 233	1 193~1 223	1 183~1 213	1 173~1 203	1 163~1 193
Lead trough temperature (K)	753~763	763~773	768~778	773~783	778~788	788~793
Tensile strength (MN/m <sup>2</sup> )	1 049~1 145	1 058~1 156	1 068~1 186	1 098~1 196	1 107~1 205	1 117~1 215

Table 3. Statistics of quality of single-step hot water quenched and lead patented steel wires.

No.	Diameters	Steel	Heat treatment	Properties after heat treatment				Properties after drawing			From data
				$\sigma_b^*$	$\delta^*$	$n_b^*$	$n_T^*$	$\sigma_b$	$n_b$	$n_T$	
1	2	65* <sup>3</sup>	0.3% Soap solution (366 K) L. P.* <sup>2</sup>	1 060	—	—	—	1 750	37	20	19)
				1 160	—	—	—	—	—	21	
2	2.3	65	0.5~0.7% Soap solution (~357 K) L. P.	1 025	7.8	—	—	1 500~1 800	30~45	10~15	20)
				1 120~1 170	—	—	—	—	—	11~16	
3	3.0	0.59%C	Boiling water cooling	1 040	—	—	—	—	—	5)	
4	3.9	70	370~371 K Soap solution L. P. Normalizing	1 133	9.3	—	—	1 500~1 700	40	15	21)
				1 192	8	—	—	1 800~2 000	37	15	
				1 016	11	—	—	—	—	—	
5	3.9	0.73%C	Soap solution L. P.	1 150	—	28	14	1 650	36	14	21)
				1 250	—	50	10	1 850	35	15	
6	4.0	0.71%C	Boiling water L. P.	1 100	—	—	—	—	—	—	5)
				1 196	$\psi^*=48$	—	—	—	—	—	
7	4.5	65	0.1% Drawing powder solution (355 K) Normalizing L. P. (773 K)	1 015	—	30.8	3.3	1 400~1 600	35~50	12~15	15)
				922	—	44.8	7.1	1 400	41	11~13	
				1 082	—	39.8	8.5	1 600~1 700	35~50	11~15	
8	5.5	69	373 K Soap solution L. P.	980	$\psi^*=55$	26	—	1 720	41	—	22)
				1 080	$\psi=58$	12	—	1 800	41	—	
9	6.1	65	0.5% Drawing powder solution (371 K) L. P. (793 K)	1 053	—	—	—	1 400~1 500	31~41	9~10	8)
				1 058	—	—	—	1 400~1 600	35~42	9~10	
10	10	0.8%C	Boiling water L. P.	1 167	$\psi=43.5$	—	—	2 020	6	25	23)
				1 170	$\psi=43.2$	—	—	1 850	8	35	

Note: \*  $\sigma_b$ : Tensile strength (MN/m<sup>2</sup>)  $\delta$ : Elongation (%)  $\psi$ : Reduction of area (%)  $n_b$ : Bend number  $n_T$ : Torsion number

\*<sup>2</sup> L. P.: Lead Patenting \*<sup>3</sup> 65: Average carbon content = 0.65%

### 3. 熱水焼入れ+空冷の実験

鋼線の熱水焼入れは、1193 K以上に加熱した鋼線を熱水液(353~371 K, ソープ, ポリビニルアルコール, ポリプロピレン酸ナトリウムなどを含有する)中に浸漬し, 鋼線表面が水の蒸気膜で保護された状態でオーステナイトの分解変態を起こさせ, ソルバイト組織を得る操作である。この操作を単段熱水焼入れあるいは単段水浴処理と称している。中国と日本とにおいて鋼線の熱水焼入れの検討が数多く行われた。それらの結果をまとめて Table 3 に示す。この表からつぎのような結論が得られた。

(1) 線径が約 5.5 mm より小さい時, 熱水焼入れ材の引張強さは鉛パテニング材のそれに比べ約 59~145 MN/m<sup>2</sup> 低下する。

(2) 線径が 6.0 mm より太い時, 鉛液の冷却能が低くなるため熱水焼入れ材と鉛パテニング材との引張強さはほぼ同じである。

(3) 熱水焼入れ鋼線の延性については一致した結論がまだ得られず, 延性が改善 (Table 3 の No. 4), 悪化 (No. 7 と 10), あるいは変化しない (No. 1) 場合がある。



P: Pearlite U-B: Upper Bainite  
M: Martensite

Photo. 1. Optical microstructure of 1.6 mm diameter 65 steel wire after cooling in pure boiling water ( $\times 550$ ).

熱水焼入れ鋼線の強度が低く, 延性も悪い場合の原因を明らかにするために筆者らはつぎの実験を行った。

1.6 mm $\phi$  の 65 炭素鋼線 (0.67% C, 0.63% Mn, 0.36% Si, 0.011% P, 0.014% S) を用いて熱水焼入れ+空冷の試験を行った。加熱温度は 1223 K, 保持時間は 4 min である。その後, 純沸騰水中に冷却した。総沸騰時間 (つまり鋼線を沸騰水中に浸漬した時から核沸騰を終了するまでの総時間) は平均 8.5 s で, 得られた顕微鏡写真を Photo. 1 に示す。顕微鏡組織には, 微細なパーライト (P) およびマルテンサイト (M) の外に上部ベイナイト (U-B) も観察される。

鋼線を沸騰水中で種々の時間冷却した後, 沸騰水から取り出し, 空気中で室温まで冷却した時の機械的性質とマルテンサイト量を Table 4 に示してある。沸騰水中に 2 s 浸漬した試料では, 水における散熱が不十分なため, 引張強さは 1010 MN/m<sup>2</sup> と低い。沸騰水中で 4 s 冷却した試料では, 引張強さが 1130 MN/m<sup>2</sup> に増加した。これに対して, 浸漬時間を 5 s にふやすと, 引張強さは 1210 MN/m<sup>2</sup> に増すものの, 延性がにわかに悪化し, 絞り値は 0% に降下する。この状態における顕微鏡組織には 5% のマルテンサイトが観察された。さらに冷却時間をふやすと, 鋼線がすべて脆性破断になるばかりか (すなわち, 絞り値がいずれもゼロ), 引張強ささえも顕著に下降する。これと併行して, 顕微鏡組織においてマルテンサイトの量が相応に増加した。

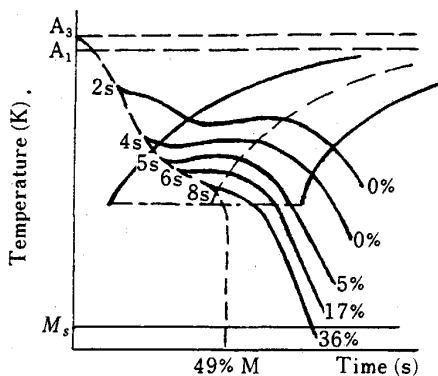
以上の試験結果から明らかなように, 熱水焼入れ+空冷のプロセスは鉛パテニング材 (引張強さ 1167 MN/m<sup>2</sup>, 絞り 52.5%) に近い性能水準が得られるが, 冷却時間の制御が難しく, いちばんよい機械的性質の得られる水冷時間は非常に狭い範囲にあることがわかる (つまり 4 s ぐらいで, ばらつきが 1 s を超えない)。最適水冷時間より短ければ, 冷却が不十分のため鋼線の強度は鉛パテニング材のレベルに達せず, これに対して水冷時間が長ければ, 冷却が度をこすから, 内部組織にマルテンサイトを生ずることによる脆性破断が起こる。

Table 4 の数値によって作成した冷却曲線の略図を

Table 4. Effect of remaining times in boiling water on microstructures and mechanical properties of 1.6 mm diameter steel wires.

65 Steel	Remained following times in boiling water from 1223 K and cooled in air (s)					
	2	4	5	6	8	Cooling to 373 K
Tensile strength (MN/m <sup>2</sup> )	1010	1130	1210	1170	815	940
Reduction of area (%)	55.1	52.5	0	0	0	0
Martensitic amount in microstructure (%)	0	0	5	17	36	49

Fig. 3 に示してある。図中の破線は 1.6 mm $\phi$  鋼線の沸騰水中における冷却曲線で、実線は種々の時間沸騰水中漬浸した後、空气中で冷却した時の冷却曲線である。図中に示されているように、沸騰水中に漬浸する時間を増加させるにつれて、オーステナイトの分解変態温度が低下する。これは水中に浸漬する時間が長くなると、核沸騰段階に接近し、その結果、気泡の発生数が多くなり、冷却速度が増大するためである<sup>28)29)</sup>。オーステナイトの分解変態温度が下がるにつれて、パーライトの層間距離が狭くなり、鋼線の強度は高くなる。しかし、マルテンサイトが形成されるため鋼線の脆性破断が生じやすくなる。この矛盾を解決するために、いままで国内外で強度を犠牲にして脆性破断を防止する方策がとられた。例えば水の温度を上げたり、熱水中にソープ、ポリビニルアルコールなどの蒸気膜安定剤を入れたりすることにより、膜沸騰時間を増加させ、蒸気膜の安定性を高めた。しかし、一般に膜沸騰時間が増加するにつれて膜沸騰段階の冷却速度が下がり、オーステナイトの分解変態温度



49%M : 49 pct martensite

Fig. 3. Schematic illustration of cooling curves in boiling water of 1.6 mm diameter steel wires.

が上昇し、パーライトの層間距離が大になつて熱水焼入れ鋼線の強度が低下する。そのため、熱水焼入れ材 ( $\phi < 5.5$  mm) の強度が鉛パテニング材より 59~145 MN/m<sup>2</sup> 低くなった (参照 Table 3)。筆者らはこの方策が研究方向上誤りであると考え、熱水焼入れ鋼線の強度を高める手段と脆性破断を防止する手段とを別々に検討する方案を採用すべきと考えた。以上述べた理論分析により、次節に述べる鋼線の二段熱水焼入れの新しいプロセスが開発された。

#### 4. 二段熱水焼入れの研究

Fig. 3 に示したように、筆者らは熱水焼入れ材の強度を鉛パテニング材のレベルにするためには、マルテンサイトの形成を防がなければいけないと考えた。そのために鋼線に二段の処理を行った。つまり、加熱した鋼線を沸騰水中に一定の時間冷却した後、773~873 K に保持した防脆炉に移して、引き続き冷却した。この操作を二段水浴処理あるいは二段熱水焼入れと称している。

二段熱水焼入れを行った、1.2 mm $\phi$ , 0.65% C 鋼線の機械的性質を Table 5 に示す。表中の数値からつぎのようなことを知ることができる。

(1) 沸騰水中に留まる時間が総沸騰時間の半分より短い時、室温まで空冷後 873 K で焼もどした鋼線は脆性破断しないが、引張強さが低い (No. 1)。沸騰水中から 873 K の防脆炉に直接移した鋼線の引張強さはいちだんと下がる (No. 2)。

(2) 水冷時間が総沸騰時間の半分以上を越えるとき、空冷ままの鋼線では脆性破断が発生した (参照 No. 5, 8)。873 K で焼もどしを 1.5 min 行くと、いくらか延性が現れ、引張強さは非常に高くなる (参照 No. 3, 6, 10 および 12)。これは空冷の組織において数多くのマルテンサイトが発生し、高温短時間の焼もどしにより、焼入れ

Table 5. Influence of boiling water quenching technologies on mechanical properties of 1.2 mm diameter carbon steel wires (0.65% C).

Cooling medium	Heat treatment technologies		Tensile strength (MN/m <sup>2</sup> )	Reduction of area (%)
Pure boiling water ( $t^* = 5.5$ s)	1	Cooled for 2 s-air cooled-tempered at 873 K	1 070	65
	2	Ditto <sup>*2</sup> -20 s at 873 K-air cooled	1 010	62
	3	Cooled for 3 s-air cooled-tempered at 873 K	1 270	27
	4	Ditto-20 s at 873 K-air cooled	1 120	62
	5	Cooled for 4 s-air cooled	1 030	0
	6	Ditto-air cooled-tempered at 873 K	1 280	21
	7	Ditto-20 s at 873 K-air cooled	1 220	57
	8	Cooled for 5 s-air cooled	860	0
	9	Ditto-20 s at 873 K-air cooled	1 250	56
0.5% Soap solution (373 K) ( $t = 8$ s)	10	Cooled for 4 s-air cooled-tempered at 873 K	1 240	30
	11	Ditto-20 s at 773 K-air cooled	1 170	58
	12	Cooled for 5 s-air cooled-tempered at 873 K	1 300	18
	13	Ditto-20 s at 773 K-air cooled	1 200	60
14	Cooled for 7 s-20 s at 773 K-air cooled	1 230	59.5	

\*  $t$  is total boiling time

\*2 "Ditto" means "Cooled for 2 s"

の応力が取り除かれ、マルテンサイトの分解が多少起こったためである。したがって、高い強度は焼もどしマルテンサイトによって引き起こされたものである。

(3) 二段熱水焼入れした鋼線では、沸騰水中に留まる時間が総沸騰時間の半分を超えると、その引張強さは  $1\,079\text{ MN/m}^2$  以上となり、鉛パテニング材の下限レベルに達した (No. 4, 11)。水冷時間が総沸騰時間の  $2/3$  を超えると、鋼線の引張強さは  $1\,177\text{ MN/m}^2$  以上

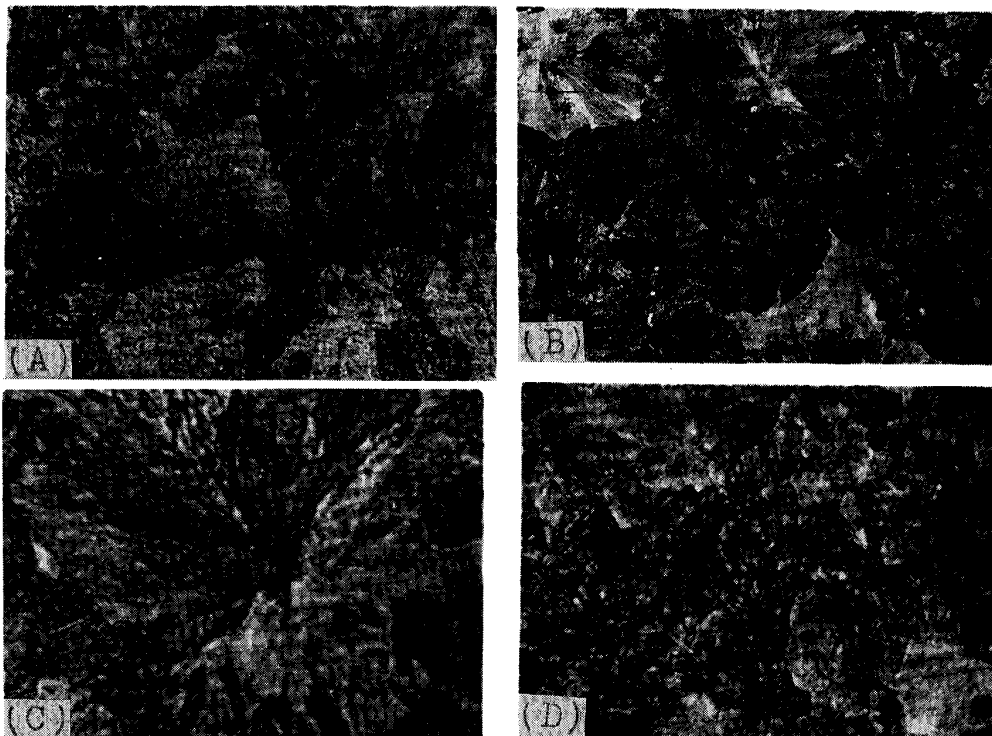
に達し、鉛パテニング材の上限強度のレベルとなっている (No. 7, 9, 13, 14)。

(4) 冷却時間が同じ場合、純沸騰水で冷却した鋼線の強度は 0.5% ソープ水溶液で冷却した鋼線より  $50\text{ MN/m}^2$  高い (No. 7 と 11, 9 と 13)。これは純沸騰水の蒸気膜の散熱速度がソープ水溶液のものに比べて速いためである。

(5) 二段熱水焼入れ材は脆性破断現象を発生せず、そ

Table 6. Experimental results of double-step hot water quenched 1.6 mm diameter steel wires in two cooling mediums.

Cooling medium	Heat treatment technologies		Tensile strength ( $\text{MN/m}^2$ )	Reduction of area (%)
Pure boiling water ( $t=8.5\text{ s}$ )	1	Cooled for 2 s-20 s at 873 K-water cooled	925	60.8
	2	Cooled for 5 s-20 s at 873 K-water cooled	1 110	52.5
	3	Cooled for 6 s-20 s at 873 K-water cooled	1 180	52.5
	4	Cooled for 8 s-20 s at 873 K-water cooled	1 240	60.8
1% Soap solution (333 K) ( $t=9\text{ s}$ )	1	Cooling to 333 K	1 330	0
	2	Cooled for 6 s-air cooled	1 570	0
		Cooled for 6 s-10 s at 873 K-water cooled Cooled for 6 s-20 s at 873 K-water cooled	1 500 1 190	0 55.5
3	Cooled for 8 s-15 s at 773 K-water cooled	1 210	52.5	



- (A) Single-step hot water quenching : Diameter = 2.0 mm, cooling for 6 s in 333 K, 1% soap water solution from 1 193 K and air cooling ;  $\sigma_b=1\,225\text{ MN/m}^2$ ,  $\psi=50.4\%$   
 (B) Double-step hot water quenching : Diameter = 1.2 mm, cooling for 5 s in pure boiling water after heating 4 min at 1 193 K, transferring to brittleproof furnace at 873 K for 20 s and air cooling ;  $\sigma_b=1\,225\text{ MN/m}^2$ ,  $\psi=56\%$   
 (C) Double-step hot water quenching : Diameter = 1.6 mm, cooling for 8 s in pure boiling water after heating at 1 193 K, transferring to brittleproof furnace at 873 K for 20 s and water cooling ;  $\sigma_b=1\,216\text{ MN/m}^2$ ,  $\psi=60.8\%$   
 (D) Lead patenting : Diameter = 1.6 mm,  $\sigma_b=1\,167\text{ MN/m}^2$ ,  $\psi=52.5\%$

Photo. 2. Microstructures of high strength steel wires (0.65%C) ( $\times 550$ ).

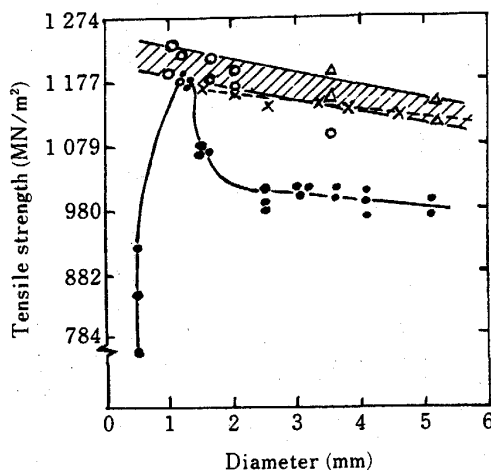
の延性もすぐれている。

以上の結果と同様の結果が 1.6 mmφ の 0.65% C 鋼線 で得られた。Table 6 に示すように、純沸騰水中で 8s 冷却し、防脆炉に 20 s 留める二段熱水焼入れを行うことにより、引張強さが 1240 MN/m<sup>2</sup>、絞り値が 60.8% の優れた結果が得られた。

熱水焼入れ鋼線の顕微鏡組織を Photo. 2 に示す。Photo. 2(A) は単段熱水焼入れ (つまり 2.0 mmφ 鋼線を 1193 K から、1% ソープ水溶液 (333 K) 中に浸漬し、6 s 経過した後、水溶液中から取り出し、空气中で冷却) した時の顕微鏡組織である。この中で、微細なパーライト組織のほか、より浅い色の組織も 33% あり、これを“白い色組織”と称している。1.6 mmφ 鉛パテニング材 (Photo. 2(D)), 1.2 mmφ および 1.6 mmφ 二段熱水焼入れ材 (Photo. 2(B), (C)) では、“白い色組織”量はそれぞれ約 15%、27% または 29% である。BÖCHENOFF<sup>18)</sup>によると、833 K で鉛パテニング処理した後の 2.90 mmφ、0.50% C 鋼線の顕微鏡組織中にこの“白い色組織”があると報告されている (参照原文<sup>18)</sup>中の図 2)。

この“白い色組織”の硬度は回りの“深い色組織”のものに比べてすこしだけ低い。したがって、この組織はマルテンサイトでなく、擬似パーライト (Degenerate pearlite)<sup>24)25)27)</sup>と考えるとよいであろう。

1.2 mmφ および 1.6 mmφ 鋼線のほか、1.0 mm、2.0 mm、3.5 mm ならびに 5.1 mmφ 鋼線に二段熱水焼入れ



—○— : Double-step hot water quenched wires (0.65% C) during cooling in boiling water  
 —△— : Double-step hot water quenched wires (0.65% C) during cooling in 353 K water  
 —×— : Average value of lead patented wires (0.65% C)  
 —●— : Single-step hot water quenched wires (0.59% C)<sup>5)</sup>

Fig. 4. Interrelations of tensile strengths and diameters of steel wires.

を行った。Fig. 4 に二段熱水焼入れで得られた各種直径鋼線の最も高い引張強さ (それらの絞り値が 50% 以上である) を示す。対比のために、図中にいろいろの直径の鉛パテニング処理材の引張強さの平均値と小北<sup>5)</sup>による 0.59% C 鋼を 373 K 水中に単段熱水焼入れした時の引張強さを記入した。この図から、新しいプロセス—二段熱水焼入れの優越性が十分にわかる。すなわち、二段熱水焼入れ材の引張強さは鉛パテニング材の引張強さの平均値に比べ 39~59 MN/m<sup>2</sup> 高く、鉛パテニング材の上限レベルの強度に達した。また同時に、二段熱水焼入れにより単段水浴処理の強度が線径の増加により下がる弊害を克服することができた。

二段熱水焼入れの新しいプロセスは 1978 年 10 月から鋼線の生産に採用されている<sup>26)</sup>。いままでワイヤロープ、ばね用鋼線などをこの方法により処理している。鋼線生産において二段熱水焼入れを採用した事情については別報に紹介する。

## 5. 結 言

本研究により以下の点が明らかになった。

(1) 鋼線の鉛パテニング処理を等温焼入れと考える見解は正しくない。鋼線の鉛パテニング処理と焼ならしとは同じプロセス類型で、そしていずれも連続冷却熱処理である。したがって、その他の連続な熱処理方法 (例えば、流動粒子冷却処理、熱水焼入れなど) が鉛パテニング処理に取って代わるのは理論上可能である。

(2) 鋼線の単段熱水焼入れは、強度を高めるが脆性破断を増すという矛盾が発生し、この矛盾を解決するために、いままで国内外では強度を犠牲にして脆性破断を防止する方案がとられた。これは研究方向上の錯誤であると考えられるとともに、鋼線の実生産において水浴処理が採用されなかった原因である。

(3) 熱水焼入れ+空冷のプロセスは鉛パテニング材に近い性能レベルが得られるが、冷却時間を制御することが難しく、いちばんよい機械的性質の得られる水冷時間はたいへん狭い範囲である。

(4) 二段熱水焼入れの鋼線は、沸騰水中に留まる時間が総沸騰時間の半分を超えさえすれば、その引張強さは 1079 MN/m<sup>2</sup> 以上となり、鉛パテニング材の下限レベルに達し、水冷時間が総沸騰時間の 2/3 を超えれば、それは 1177 MN/m<sup>2</sup> 以上に達し、鉛パテニング材の上限強度のレベルとなる。

(5) 二段熱水焼入れは熱水焼入れによる強度の上昇と脆性破断の間の矛盾をたいへんよく解決し、熱水焼入れを実生産において実行できるプロセスに変えた。

おわりに臨み、本実験に鞍山鉄鋼科大学董希淳および湘潭大学呉允文助教授、周善雲などが参加したことを記しておく。本研究遂行に協力された両学校ならびに生産部門の方々に深く感謝致します。

### 文 献

- 1) Я. Е. ГАЛЛАЦ: Сталь, 7-8 (1942), p. 38
- 2) 五杉一雄: 住友電気, 100 (1969), p. 102
- 3) M. ECONOMOPOULOS and N. LAMBERT: Wire J., 3 (1981), p. 90
- 4) 武尾敬之助, 上瀬忠興: 水曜会誌, 18 (1975), p. 75
- 5) 小北英夫, 中田秀一, 水原誠: 鉄と鋼, 64 (1978), S221
- 6) К.-Н. КОРИЕЛЗ: Industrial Heating, 46 (1979), p. 30
- 7) 重慶鋼絲繩厂: 鋼絲与鋼繩, 1 (1975), p. 5
- 8) 鞍鋼鋼繩厂: 鋼絲与鋼繩, 2 (1977), p. 7
- 9) Л. М. ПЕВЗНЕР: Металловеденье и Термическая Обработка, Машгиз (1955), p. 217
- 10) 大連工学院: 金属学及熱処理 (1975) [科学出版社]
- 11) F. BRANDERS and G. MANAGER: Proc. of the 3rd Wire Asia International Conference and Exhibition, Beijing (1987)
- 12) А. П. БАСКАКОВ: Сталь, 7 (1964), p. 660
- 13) 中村芳美, 高橋栄治, 清水 勝, 隠岐保博, 石上 修: 鉄と鋼, 62 (1976), A53
- 14) 山腰 登, 金田次雄, 鈴木昭男, 新名英司, 柳 義親, 初岡延泰: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1969
- 15) 鞍鋼鋼鉄研究所: 鋼絲水浴処理工芸試験 (1976)
- 16) P. FUNKE, A. JAIN and K. SCHLEGEL: Stahl Eisen, 94 (1974), p. 569
- 17) H. SCOTT: Trans. Am. Soc. Met., 22 (1934), p. 577
- 18) H. BÖCHENOFF, C. EISENHUTH and F. SCHWIER: Stahl Eisen, 83 (1963), p. 1616
- 19) 重慶鋼絲繩厂: 鋼絲与鋼繩, 2 (1977), p. 24
- 20) 四平市鋼繩厂: 細綫熱水淬火初歩体会 (1976)
- 21) 上鋼第二鋼鉄厂: 鋼絲与鋼繩, 2 (1975), p. 1
- 22) 天津市鋼繩厂: 鋼絲与鋼繩, 2 (1975), p. 10
- 23) 里見祥明, 小北英夫, 中田秀一, 水原 誠: 鉄と鋼, 63 (1977), S187
- 24) 大谷泰夫, 寺崎富久長: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 885
- 25) 潭 玉 華: 金属制品, 3 (1987), p. 2
- 26) 潭 玉 華: 關於鋼絲双段水浴處理新工藝的研究, 1980年中国金属制品年会宣讀
- 27) P. J. MOROZ, D. F. LENTZ and J. J. LORENZETTI: Wire J., 7 (1974), p. 51
- 28) N. B. PILLING: Trans. AIME, 60 (1920), p. 665
- 29) 福 敬 尔: 鉄と鋼, 57 (1971), S583
- 30) N. RIDLEY: Wire Industry (1970) Sep., p. 829
- 31) J. R. FRANKLIN: Wire Industry (1980) Nov., p. 958